مکانیزم پدیدۀ خستگی حرارتی در چدن خاکستری GG25 *

سید محمد حسین میرباقری[۱]		مریم باری[۲]		نگار اشعری آستانی[۳]

چکیده

در پژوهش پیش رو کوشش شده است مکانیزم شکست ناشی از خستگی حرارتی بدون قید با دامنه حرارتی بالا بین صفر تا $900^\circ C$ در قطعات چدن خاکستری ارائه شود. به این منظور نمونه‌هایی از چدن GG25 با ابعاد ۵×۵×۲۰ میلیمتر تراشکاری شد. سپس با ایجاد شکافی به ضخامت ۰/۳ میلیمتر در وسط آن‌ها و به عمق ۲/۵ میلیمتر، عملیات خستگی حرارتی از دمای $900^\circ C$ و کوئنچ کردن در دو محیط مختلف، یکی محیط آب یخ و دیگری دوغاب ضداکسیداسیون، بر نمونه‌های چدنی انجام گرفت. در سیکل‌های مختلف، ساختار نمونه در اطرف گرافیت‌ها و زمینه فلزی مورد بررسی قرار گرفت. تصاویر متالوگرافی الکترونی و آزمون میکروسختی نشان می‌دهند مکانیزم خستگی حرارتی در چدن یاد شده به این صورت است که با اعمال شوک حرارتی در دمای بالا فاز Fe_3C به کربن و فریت تجزیه می‌شود. سپس با رسوب کربن روی گرافیت‌های آزاد اولیه، ساختار پرلیتی اولیه ریختگی به فاز نرم فریتی تبدیل می‌شود و به علت اختلاف ضرایب انبساط حرارتی گرافیت و فریت، ترک‌های ریزی در مرز بین گرافیت و زمینه فلزی جوانه زنی، رشد و اشاعه می‌یابند که در نهایت منجر به شکست نمونه‌ها می‌شوند. اما در مورد نمونه‌هایی که سطح آن‌ها با ماده ضداکسیداسیون پوشش داده نشده بود (محیط آب یخ) پدیده اکسیداسیون داغ از تمام سطوح شروع و به عمق ماده پیشروی می‌کند؛ به طوری که مکانیزم غالب در شکست نمونه‌ها به جای خستگی حرارتی، پدیده خوردگی اکسیداسیون داغ خواهد بود.

واژه‌های کلیدی خستگی حرارتی، گرافیت، چدن خاکستری، آزمون شوک حرارتی، ریزساختار، اکسیداسیون داغ.

Thermal Fatigue Mechanism in the GG25 Gray Iron

M.H.Mirbagheri		M.Bari		N.Ashari Astani

Abstract

*In this paper a mechanism for fracture of GG25 Gray Iron has been presented under the non-constrained thermal shock. In order to constrain the residual stress on the Cast Iron matrix a notched sample with dimensions 5*5*20 mm from the GG25 were designed and machined. The notch had dimensions of 0.3 mm thickness and 2.5 mm depth. Then the samples were thermal shocked between cycles 900˚C and 0˚C in the ice-water and the non-oxidation slurry. Results of SEM metallographic and micro hardness show that thermal shocks can cause the Fe_3C phase decomposition to carbon and ferrite. The precipitating of carbon on initial free graphite flakes can cause the growth and toughness of the graphite flakes. Then, due to difference of thermal expansion between the graphite and the ferrite, at the interface, micro cracks propagate into the ferrite phase and leads to fracture. However, dominant phenomenon for the quenched samples into the ice-water was the hot oxidation.*

Key Words Thermal fatigue, Graphite, Gray Iron, Thermal Shock, Microstructure, Hot Corrosion.

---

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ۸۷/۹/۲۸ و نسخه پایانی آن در تاریخ ۸۸/۸/۲۷ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) استادیار دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

(۲) دانش آموخته کارشناسی متالورژی و مواد

(۳) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

مقدمه

در یک تعریف عمومی، داغ و سرد شدن ناگهانی با اختلاف دامنهٔ دمایی بالا که منجر به شکست زود هنگام قطعات مهندسی شود را شوک حرارتی یا خستگی حرارتی گویند. در مورد چدن‌ها، تحقیقات نشان می‌دهند که چدن‌ها به چهار طریق کلی در شرایط خستگی حرارتی کارایی خود را از دست می‌دهند. در نوع اول: ترک‌ها ابتدا در سطحی که گرم می‌شود ظاهر شده و به صورت شبکه تار عنکبوتی و به طور ناگهانی گسترش می‌یابند و سرانجام رشد ترک‌ها منجر به زوال قطعه می‌شود. این نوع زوال در چدن‌های خاکستری و دیگر مواد ترد مشاهده شده است. نوع دوم: عامل اصلی زوال قطعه، اعوجاج شدید است. این نوع زوال معمولاً در چدن‌های داکتیل مشاهده می‌شود. نوع سوم: ایجاد ترک بزرگ در میان سطح مقطع قطعه در چند سیکل اول کار است. این نوع زوال به دلیل هماهنگ نبودن طراحی و ماده انتخابی و اعمال سیکل‌های حرارتی نامنظم بر قطعه می‌باشد. نوع چهارم: پایین آمدن خواص مکانیکی ماده به دلیل تغییرات متالورژیکی به وجود آمده حین خستگی حرارتی است. این تغییرات می‌تواند شامل تغییرات ریزساختاری و اکسیداسیون داخلی باشد که می‌تواند به زوال زودرس قطعه بیانجامد [1,2].

زوال نوع اول در مواد با چقرمگی کم مشاهده شده است و زوال نوع دوم مختص مواد با چقرمگی زیاد است. همچنین، این تنش‌ها در مقیاس ماکروسکوپی ممکن است محرکی برای سرعت بخشیدن به اکسیداسیون داخلی و تغییرات ریزساختاری که در سیکل‌های حرارتی در قطعات مشاهده شده است، باشد. وجود گرافیت به صورت ورقه ای در چدن خاکستری، خود به عنوان ترک اولیه کوچکی است و از این رو، شروع ترک‌ها از لایه‌های گرافیت بوده و همچنین مسیر آن ترجیحاً در اطراف گرافیت‌ها شکل می‌گیرد. برای این کار ترک کوتاهترین فاصله را برای رسیدن به گرافیت بعدی از میان زمینه، انتخاب می‌کند[3].

به طور کلی مرور مقالات در زمینه خستگی حرارتی نشان می‌دهد که عوامل زیر بر خستگی حرارتی مؤثرند:۱) سیکل حرارتی ۲)هدایت حرارتی ۳)ضریب انبساط حرارتی ٤)استحکام کششی ٥) مدول کشسانی ٦) مقاومت در برابر آزاد شدن انرژی؛ که در ادامه در مورد هر کدام به طور مختصر توضیح داده شده است. نتایج تحقیقات پژوهشگران نشان داده است در دامنه سیکل حرارتی، افزایش درجه حرارت ماکزیمم این سیکل، شرایط را بسیار دشوار می‌کند و زوال قطعه تسریع می‌شود. با افزایش درجه حرارت ماکزیمم، تعداد ترک‌های به وجود آمده افزایش می‌یابند[4]. افزایش درجه حرارت ماکزیمم همچنین باعث افزایش تنش کششی باقی مانده در قطعه می‌شود.

هدایت حرارتی چدن‌ها توسط ریزساختار، درجه حرارت و ترکیب شیمیایی تحت تأثیر قرار می‌گیرد. حضور گرافیت به صورت لایه ای، هدایت حرارتی چدن خاکستری را افزایش می‌دهد. همچنین چدن‌های زمینه فریتی معمولاً هدایت حرارتی بیشتری نسبت به چدن‌های پرلیتی دارند. روشن است که افزایش کربن چدن باعث افزایش حجم گرافیت و کاهش سایر فازهای فلزی شده وبه علت نفوذ حرارتی بالای گرافیت نسبت به زمینه فلزی (مانند فریت یا آستنیت) باعث افزایش نرخ سرد شدن چدن می‌شود. البته این موضوع در چدن خاکستری بسیار مؤثرتر از چدن نشکن می‌باشد. نشان داده شده است که آلیاژ کردن به وسیله تعدادی از عناصر، اثر مهمی روی هدایت حرارتی چدن خاکستری می‌گذارد. این تأثیر ممکن است به خاطر اثر آن‌ها بر ریزساختار زمینه چدن باشد. مم فادن [5] تأثیر عناصر آلیاژی مختلف را بر هدایت حرارتی آهن خالص، مشخص کرد. نتیجهٔ تحقیقات نشان می‌دهد که تمام عناصر آلیاژی که با آهن تشکیل محلول جامد می‌دهند، به ویژه دو عنصر

Si و Al هدایت حرارتی فاز فلزی آهـن(α و γ و δ) را کاهش می‌دهند.

دوندلسن [6] برای چـدن خاکسـتری مشـخص کرد که عناصر آلیاژی Si ، Al ، Ni و Cu باعث کاهش هدایت حرارتی می‌شوند، در حالی کـه عناصـر W ،Cr وMo (با شدت کمتر) باعث کـاهش هـدایت حرارتـی چدن خاکسـتری مـی‌شـوند. افـزایش درجـه حـرارت معمولاً باعث کاهش هدایت حرارتی ماده می‌شود.

نتیجهٔ گرم و سرد کردن مواد با ضـریب انبسـاط حرارتی زیاد، ایجاد تنش‌های حرارتی بزرگ است و از این رو، عمر خستگی حرارتی این گونه مواد کم است. ضریب انبساط حرارتی چدن خاکستری به طور عمـده تابع ساختار زمینه می‌باشد. افزون بر این، ضـریب یـاد شده با درجه حرارت و ترکیب شیمیایی تغییر می‌کنـد. انبساط حرارتی چدن‌های فریتـی و مـارتنزیتی معمـولاً کمی بیش از چدن‌های پرلیتی است[7].

وقتـی قطعـه ای (مثـل یـک میلـه) در معـرض شـوک حرارتی قرار می‌گیرد، در آن انبساط و انقباض(افـزایش و کاهش طول) صورت می‌گیرد. حـال اگـر دو انتهـای میله توسط قیدی (مانعی) محکم یا بسته شـده باشـد، انبساط و انقباض مـذکور باعـث ایجـاد تـنش پسـماند مکانیکی در میله مـی‌شـود و در ایـن حالـت مقاومـت مکانیکی یا استحکام کششی میله (مـاده) نقـش اصـلی وغالب را دارد. اما اگر همین میله به صوت آزاد بـدون هیچ بست یـا قیـدی باشـد، دیگـر انقبـاض و انبسـاط منشاء تنش مکانیکی در میله نمی‌شود. اگر تنش پسماند حرارتی در قطعه وجـود داشـته باشـد ناشـی از تغییـر حجم فازهای تشکیل دهندهٔ ساختار آن ماده اسـت. در این صورت عناصر آلیاژی در ایجاد تنش پسماند نقـش اصلی و غالب را بر عهده دارند که گاهی در منـابع بـه آن تنش پسماند متالورژیکی گویند، زیرا تـنش حاصـله ناشی ازتغییر ساختار و فازهای متـالورژیکی اسـت؛ نـه تنش ناشی از نیروهای خـارجی(تـنش مکـانیکی). در مورد قطعاتی که در قیـد و بنـد سـایر اجـزای سیسـتم هستند، هدایت حرارتی تأثیر کمی بر مقاومت خستگی حرارتی دارد، زیرا معمولاً تمام قطعه به طور یکنواخت و با سرعت کم گرم و سرد می‌شـود. البتـه مقـدار ایـن تنش‌ها به میزان آزاد شدن تنش که در بـالاترین درجـه حـرارت سـیکل حرارتـی رخ مـی‌دهـد، بسـتگی دارد. مقاومت خستگیِ حرارتی در حقیقت تابع مقاومـت در مقابل آزاد شدن تنش است که به شدت توسط عناصر آلیاژی تحت تأثیر قرار می‌گیرد؛ اما توانایی مقاومت در مقابل خستگی مکانیکی نیز به وسیله استحکام کششـی ماده کنترل می‌شود، لذا به نظر مـی‌رسـد کـه مـی‌تـوان تعداد سیکل تا زوال در خستگی حرارتـی را بسـته بـه قیددار بودن یا بدون قید بودن سازه (سازهٔ آزاد)، هم به عناصر آلیاژی و هـم بـه اسـتحکام کششـی مـاده ربـط داد[8]. هـر چنـد کـه در منحنـی خسـتگی مکـانیکی، لگاریتم تعـداد سـیکل تـا شکسـت؛ نسبت خطـی بـا استحکام کششی دارد؛ ولی خستگی حرارتی این گونـه نیست و دلیل آن هم ماهیت پیچیده خستگی حرارتی و وابستگی آن به عوامل دیگر است کـه قـبلاً شـرح داده شده است، اما به طور کلی در این گونه قطعات نیـز بـا افزایش استحکام کششی، مقاومت به خستگی حرارتـی افزایش می‌یابد.

در مواد با مدول کشسـانی زیـاد در اثـر گـرم و سرد شدن، تنش حرارتی بزرگتری ایجاد می‌شود، لذا از دیدگاه خستگی حرارتی مواد بـا مـدول کشسـانی کـم مناسب ترنـد. در چـدن‌هـای خاکسـتری، اسـتحکام و مدول کشسانی رابطه نزدیکـی بـا انـدازه و ورقـه‌هـای گرافیت و مورفولوژی آن‌ها دارد. چدن‌های پرکربن کـه معمولاً حاوی حجـم زیـادی گرافیـت هسـتند، مـدول کشسانی پایینی دارند، ولـی از طـرف دیگـر اسـتحکام کششـی آن‌هـا نیـز کـم اسـت. نکتـه مثبـت در مـورد چدن‌های خاکستری این اسـت کـه امکـان بـالا بـردن استحکام به وسیله عناصر آلیاژی، بدون اینکـه افـزایش چندانی در مدول الاستیسیته رخ دهد، وجود دارد. ایـن گونه عناصر زمینه چدن را تحت تأثیر قرار مـی‌دهنـد و

یا توزیع گرافیت‌ها را عوض می‌کنند. برای کاربردهای دمای بالا، عنصر Mo ، برای این منظور مفید شناخته شده است [9]. مدول کشسانی تابع درجه حرارت نیز هست و معمولاً با افزایش درجه حرارت مدول کشسانی کاهش می‌یابد. برتودو[10] اثر عناصر آلیاژی مختلف را بر خستگی قید دار و آزاد شدن تنش در چدن‌های خاکستری کلاس ۲۰ مورد بررسی قرار داد. وی توضیح داد که مقاومت خستگی قید دار به وسیله آن دسته از عناصر آلیاژی بهتر خواهد شد که بتوانند باعث کند شدن حرکت نابه جایی در فاز فریت شوند. کند کردن سرعت حرکت نا به جایی‌ها از دو روش امکان پذیر است[11]. اول به وسیله عناصر حل شونده ای که به قدر کافی اختلاف شعاع اتمی با آهن دارند، به گونه ای که می‌توانند به محل نا به جایی‌ها مهاجرت کرده و با کاهش اعوجاج شبکه، انرژی نابه جایی را کم کنند. دوم حرکت نابه جایی باعث ایجاد جاهای خالی می‌شود، که مکان مناسبی برای رسوب کردن کاربیدهاست، بنابراین عناصری که در چدن کاربید تشکیل می‌دهند، با رسوب در جاهای خالی، مانع حرکت نا به جایی‌ها شده و خستگی قید دار را کاهش می‌دهند. از عناصر حل شونده در فاز فریت، تنها وانادیوم، تنگستن، تیتانیوم و سیلیسیوم به اندازه کافی با آهن اختلاف شعاع اتمی دارند که بتوانند با مهاجرت به داخل شبکه اعوجاج یافته، انرژی نابه جایی‌ها را کم کنند. لذا به نظر می‌رسد به علت ماهیت ذاتی این مکانیزم می‌توان آن را به خستگی حرارتی بدون قید هم ارتباط داد ولی فقط باید آن را، برای این نوع مد خستگی، اصلاح نمود

گوندلاچ آزاد شدن تنش را در شش نوع چدن خاکستری آلیاژی که تحت تنش پسماند قید دار قرار داشتند، مورد بررسی قرار داد. در نتایج او مشاهده شد که کاهش تنش فشاری در میله‌های آزمایش در ثانیه‌های ابتدایی رخ می‌دهد. این نتایج نشان می‌دهد که زمان توقف در درجه حرارت بالا و همچنین تعداد سیکل‌ها، بر مقدار آزاد شدن تنش تأثیر می‌گذارد. هر چه زمان توقف در درجه حرارت ماکزیمم در یک سیکل بیشتر باشد، خستگی قید دار بیشتری رخ داده و از این رو هنگام سرد شدن، تنش کششی باقی ماندهٔ بزرگتری در قطعه مقید به وجود خواهد آمد.

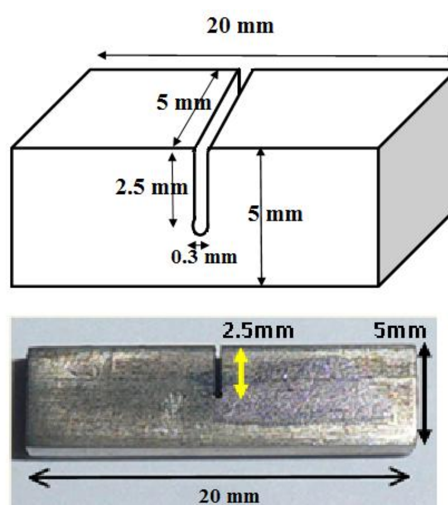
با افزایش تعداد سیکل‌های حرارتی، مجموع تغییر فرم پلاستیک که به وسیله خستگی قید دار انجام می‌شود، افزایش می‌یابد و از این رو، تنش فشاری که هنگام گرم شدن به وجود می‌آید، با افزایش تعداد سیکل‌ها کاهش می‌یابد؛ ولی از طرف دیگر، به دلیل کوچکتر شدن ابعاد قطعه، در هنگام سرد شدن، تنش کششی باقی مانده افزایش خواهد یافت. البته باید توجه داشت که ماکزیمم خستگی قید دار در سیکل‌های ابتدایی رخ می‌دهد و چنانچه قطعه مقاومت کند، سیکلی فرا خواهد رسید که میزان انبساط ناشی از خستگی قید دار در آن نزدیک صفر است، زیرا در آن درجه حرارت، تنش فشاری کافی که بتواند انرژی یکی از مکانیزم‌های خستگی قید دار را تامین کند وجود ندارد و از این سیکل به بعد اندازه تنش فشاری (در هنگام سرد شدن) ثابت می‌ماند.

بیشتر فعالیت‌های علمی انجام شده در مورد خستگی حرارتی چدن‌های خاکستری بر پایه کارهای آزمایشگاهی بوده است. انواع آزمون‌ها ی خستگی حرارتی انجام گرفته بر چدن‌ها به ۷ گروه تقسیم می‌شوند: ۱)آزمون شوک حرارتی ۲) آزمون قارچی ۳)آزمون خستگی حرارتی مقید ٤) آزمون دیسک مقید ٥) آزمون شوک حرارتی دیسک پره ای شکل ٦) آزمون خستگی حرارتی پل ۷) آزمون استوانه ای. این آزمون‌ها به تفصیل در مرجع [12] توضیح داده شده‌اند.

روش تحقیق

از آنجا که آزمون شوک حرارتی، به ویژه در مورد انواع چدن‌ها، آزمونی استاندارد نیست و محققان هرکدام

برای آن طرحی ارائه داده اند، در پژوهش حاضر با الگوگیری از نمونه استاندارد آزمون ضربه، نمونه‌ای مشابه نمونه آزمون ضربه ولی با ابعاد بسیار کوچک‌تر (به علت بررسی تنش پسماند متالورژیکی یاهمان خستگی حرارتی بدون قید) به شکل مکعب مستطیل با ابعاد۵×۵×۲۰ میلیمتر، شکل (۱)، و از جنس چدن GG25 با ترکیب شیمیایی مطابق با جدول(۱) تهیه شد.



شکل ۱ طراحی نمونه چدنی GG25 شیار دار برای انجام آزمون خستگی حرارتی

جدول۱ ترکیب شیمیایی چدن GG25

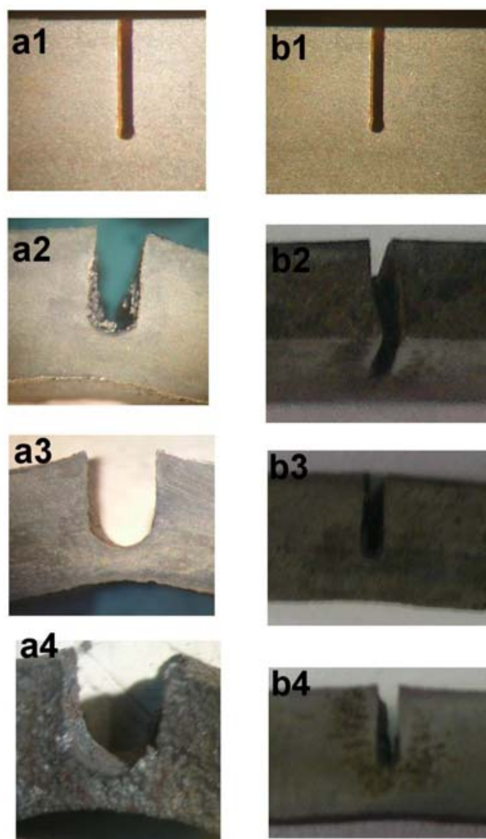
C	Si	P	S	Cr	Mo
٪۳/۷	٪۱/۶	٪۰/۰۵	٪۰/۰۵	٪۰/۵	٪۰/۴

سپس به وسیله سیم برش یک شیار (باریک ترین و تیزترین شیاری که با ابزر دقیق می‌توان ایجاد کرد) به ضخامت ۰/۳ میلیمتر(ضخامت سیم wire cut برابر با ۰/۲۵ میلیمتر) و به عمق۲/۵ میلیمتر در وسط آن تعبیه شد. چدن یاد شده دارای استحکام کششی ۲۵۰ MPa و ظرفیت حرارتی ۵۳/۳ KW/m بود و از لحاظ ساختارمتالورژیکی دارای گرافیت ورقه ای از نوع A با زمینه ۹۰٪ پرلیت و ۱۰٪ فریت بود. طراحی و تعبیه شیار در نمونه به منظور جهت دادن و تسریع شکست، تحت سیکل‌های شوک حرارتی انجام گرفت. به این منظور دستگاه خستگی حرارتی، توسط یک موتور برف پاک کن پراید که به دو بازوی ۱۸۰ درجه وصل شده بود ساخته شد. هر بازو به ترتیب در یک نیم دور۱۸۰ درجه؛ وارد محیط خنک کننده با دمای صفر و در نیم دور برگشت، در یک کوره مقاومتی به دمای ۹۰۰ درجه سلسیوس وارد می‌شد. زمان توقف در هر محیط ۳ دقیقه طراحی شده (البته زمان برای هر بازو به طور جداگانه قابل تنظیم است) و برای معکوس کردن گردش بازو، در هر نیم دور توسط یک سویچ تماسی عملیات قطع و وصل انجام می‌گرفت. نمونه‌ها در داخل یک سبد توری فلزی قرار داده شده بود و سبدها به انتهای بازوها وصل شده بودند. بنابراین با این دستگاه که توسط نویسندگان طراحی شده بود، دامنه شوک حرارتی $900\,^{\circ}C$ درجه (دامنه بالا) و از نوع بدون قید به نمونه‌ها اعمال می‌شد. سپس نمونه‌های چدنی GG25 در کوره الکتریکی مقاومتی تا دمای $900^{\circ}C$ به مدت ۳ دقیقه گرم می‌شدند و پس از آن به سرعت در مخلوط آب و یخ صفر درجه فرو برده شده و به مدت ۱ دقیقه نگهداری می‌شد به طوریکه هر بار انجام سرمایش و گرمایش (از $0^{\circ}C$ تا $900^{\circ}C$) یک سیکل محسوب می‌شدند. از آنجا که در آزمون‌های ابتدایی سطح چدن مذکور دچار اکسیداسیون شدید در دامنه شوک حرارتی ۹۰۰ درجه شد، این آزمون برای محیط خنک کننده دیگری که در آن به جای آب از دوغاب ضد اکسیداسیون استفاده شده بود، تکرار گردید. این ماده ضد اکسیداسیون که توسط نویسندگان مقاله تولید شده نوعی دوغاب دیرگداز است که برای جلوگیری از خوردگی واکسیداسیون داغ تهیه شده است و ارزش صنعتی بالایی دارد[۱۵]. این ماده ترکیبی از اکسید بر، سیلیکون، آلومینا و چند ماده نگه دارند می‌باشد که قابلیت چسبنگی بالایی به سطح فلزات دارد و در مورد آن نفوذ اتم اکسیژن در ضخامت‌های بیش از نیم میلیمتر، امکان ندارد. همچنین به منظور بررسی تحولات سینتیکی استحاله‌ای تصاویر متالوگرافی توسط میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) Leo−1524FEGSME قبل و بعد از

شوک حرارتی تهیه و مقایسه شد. برای تهیه تصاویر SEM ابتدا نمونه‌ها به ترتیب توسط سمباده‌های شماره ۵۰۰، ۸۰۰، ۱۲۰۰و ۲۰۰۰ پولیش شده و در نهایت توسط محلول Polishing colloidal silica emulsion به مدت ۱۰ دقیقه پولیش نهایی شده و توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی عکس‌هایی در بزرگنمایی‌های مورد نظر گرفته شدند. متالوگرافی نوری پس ازسمباده زنی و نمدزنی با خمیر الماسه و اچ نمودن توسط محلول نایتال به مدت ۲۰ ثانیه و سپس توسط محلول پیکرال به مدت ۱۰ ثانیه با میکروسکوپی نوری (Carl Zeiss AG, Oberkochen, Germany) انجام گرفت. از آنجا که ساختار زمینه چدن خاکستری مورد آزمون دارای فازهای فریت و سمنتیت به صورت ساختار پرلیت است، و ورقه‌های گرافیت پراکنده در زمینه به عنوان فاز دوم محسوب می‌شوند، دو نوع آزمون سختی سنجی ماکرو و میکرو برای رفتار چدن تحت خستگی حرارتی قبل از اعمال شوک و بعد از آن انجام شد. آزمون سختی میکرو ویکرز با اعمال بار ۱۰۰gr توسط دستگاه Shimadzu-M در ۵ نقطه پشت شیار نمونه، انجام شد، اما نتایج آزمون سختی سنجی ماکرو در مقیاس راکول C توسط دستگاه Duplex-713-SRD در سه نقطه مختلف در طول نمونه انجام گرفت.

نتایج

شکل(۲) مقایسه ای از روند رشد شکاف نمونه‌های آزمون شوک حرارتی را به ترتیب در دومحیط آب یخ و دوغاب ضد اکسیداسیون نشان می‌دهد. جدول(۲) نتایج سختی سنجی ماکرو در مقیاس راکول را از لبه نمونه به عمق آن برای نمونه قبل از شروع شوک حرارتی و پس از ٤۰۰ سیکل شوک حرارتی درمحیط آب یخ که منجر به شکست نمونه شد، و همینطور نمونه ای که در دوغاب ضد اکسیداسیون کوئنچ شد، را ارائه می‌دهد. لازم به ذکر است که نمونه کوئنچ شده در دوغاب ضد اکسیداسیون در ٤۲۰ سیکل شکسته نشد و حتی ساختار نمونه‌ها نیز تفاوت چندانی نداشت که منطقی هم به نظر می‌رسد زیرا شرایط دمایی آزمون‌ها کاملاً یکسان بود.



شکل۲ روند گشاد شدن شکاف نمونه‌ها در محیط خنک کننده با دمای صفر درجه سلسیوس در بزرگنمایی ۵۰ برابر. به ترتیب در٤۰۰، ۳۲۰، ۲۰۰ و ۰ سیکل. a) محیط آب یخ، b) محیط دوغاب ضد اکسیداسیون

جدول ۲ نتایج سختی سنجی ماکرو قبل و بعد از شوک: ٤۰۰ سیکل در محیط آب یخ و دوغاب

فاصله از لبه نمونه Cm	۰/٤٥	۰/۹	۱/۳٥
قبل ازشوک – آب یخ (HRC)	۳۰	۳۹	۳۳
پس از شوک– آب یخ (HRC)	۸٥/٥	۸٤	۸٥
قبل از شوک – دوغاب (HRC)	۳۰	۳۹	۳۳
پس از شوک– دوغاب (HRC)	۲۹	۳۷	۳۲

جدول(۳) نتایج میکروسختی نمونه‌ها را برای هر دو محیط آب یخ و دوغاب ضداکسیداسیون نشان می‌دهد. این سختی‌ها مربوط به نواحی اطراف

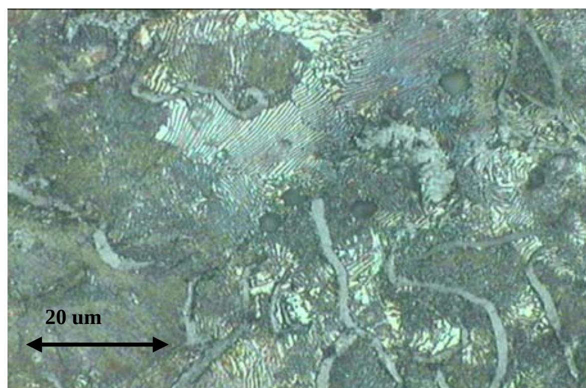
گرافیت‌ها است و برای تعیین نوع فاز زمینه (فریت، بینیت و مارتنزیت) که گرافیت‌ها را احاطه نموده، انجام گرفته است.

جدول۳ نتایج سختی سنجی میکرو ویکرز(HV) قبل و بعد از شوک: ٤۰۰ سیکل در محیط آب یخ و دوغاب

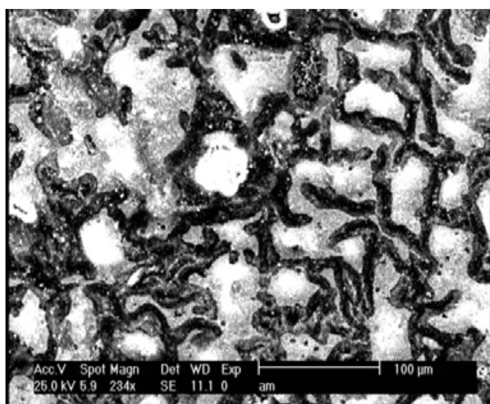
فاصله‌از نوک شیار(mm)	۰/۵	۱	۱/۵	۲	۲/٤
سختی قبل از شوک آب‌یخ	۱۸۷	۲۰٦	۲۹۷	۲۵۱	۲٦٤
سختی بعد از شوک آب‌یخ	۱۷۰	۱۸۰	۱۷۰	۱۷۱	۱۷۳
سختی قبل از شوک‌دوغاب	۱۸۷	۲۰٦	۲۹۷	۲۵۱	۲٦٤
سختی بعد از شوک‌دوغاب	۱٦۸	۲۰۲	۲۹۵	۲۵۰	۲٦۱

شکل (۳) ریزساختار نمونه را قبل از انجام آزمون شوک حرارتی، در بزرگنمایی ۵۰۰ برابر توسط میکروسکوپ نوری، نشان می‌دهد. شکل (٤) تصویر متالوگرافی همین نمونه را پس از شکست نمونه در اثر عملیات شوک حرارتی در بزرگنمایی ۲۳٤ برابر توسط میکروسکوپ الکترونی نمایش می‌دهد. شکل (۵) نحوه توزیع و مورفولوژی گرافیت و نواحی پرلیتی را به کمک تصاویر میکروسکوپ الکترونی SEM به صورت واضح تری در بزرگنمایی ۳۷۵ برابر قبل از شوک حرارتی نشان می‌دهد.

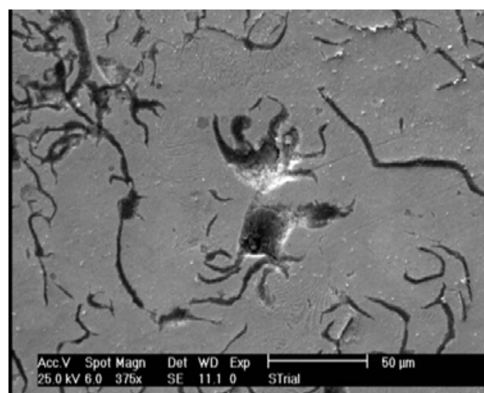
شکل(٦) نحوه توزیع و مورفولوژی گرافیت‌های رشد کرده در اثر رسوب کربن ناشی از تجزیه فاز سمنتیت روی گرافیت‌های اولیه، و تولید زمینه فریتی را به کمک تصاویر میکروسکوپ الکترونی SEM در بزرگنمایی ۷۵۰ برابر بعد از ٤۰۰ شوک حرارتی نشان می‌دهد.



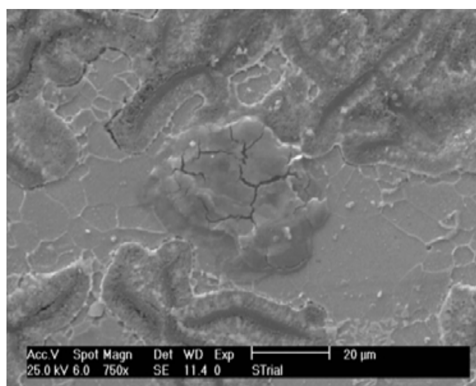
شکل۳ ریزساختار نمونه حاوی گرافیت ورقه‌ای در زمینه پرلیتی قبل از شوک، میکروسکوپ نوری، بزرگنمایی ۵۰۰



شکل٤ ریزساختار نمونه بعد از انجام آزمون خستگی حرارتی: گرافیت به صورت ورقه‌ای رشد کرده و زمینه پرلیتی به زمینه فریتی تبدیل شده است، میکروسکوپ الکترونی بزرگنمایی 234

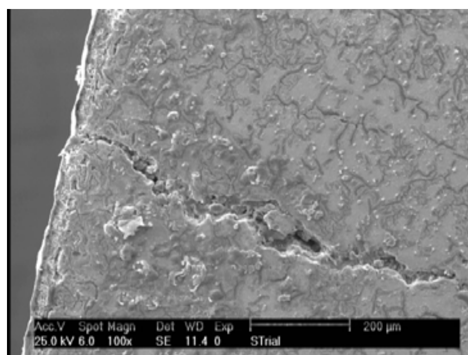


شکل۵ تصویر SEM از نحوه توزیع لایه‌های گرافیت در زمینه پرلیتی قبل از آزمون خستگی حرارتی، بزرگنمایی ۳۷۵

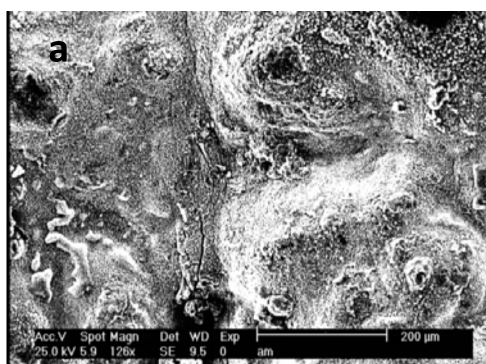


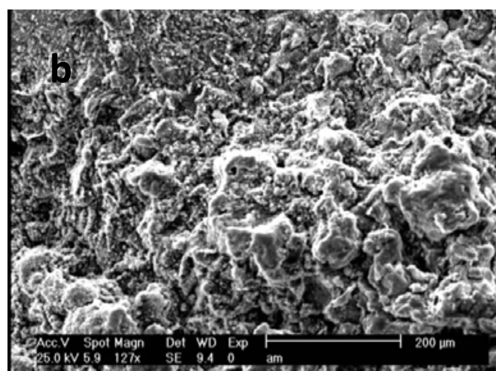
شکل٦ تصویر SEM از نحوه توزیع لایه‌های گرافیت رشد کرده و در هم تنیده ناشی از تبدیل زمینه کاملاً پرلیتی به فریتی در چدنGG25 بعد از ٤۰۰ سیکل شوک در بزرگنمایی ۷۵۰

شکل (۷) تصویر SEM از ترکی واقع در سطح بیرونی نمونه را بعد از ٤۰۰ سیکل شوک حرارتی در بزرگنمایی ۱۰۰ قبل از اینکه پدیده شکست رخ دهد نشان می‌دهد. اما شکل (۸) تصویر SEM توپوگرافی مقطع شکاف نمونه را پس از رخداد پدیده شکست، بعد از ٤۲۰ سیکل شوک حرارتی برای نمونه‌هایی که در محیط آب یخ خنک شده‌اند را دربزرگنمایی ۱۲٦ در کنار نمونه‌هایی که در محیط دوغاب ضد اکسیداسیون خنک شده‌اند، نشان می‌دهد. نمونه‌های اخیر به علت عدم اکسید شدن در ۱۲۳٦ سیکل شکستند.

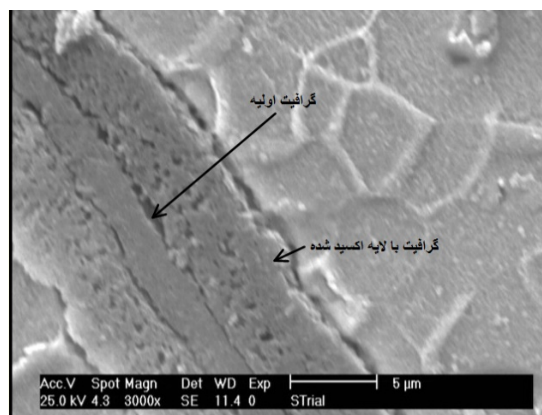


شکل ۷ تصویر SEM از ترک‌های سطح ناشی از خستگی حرارتی پس از ٤۰۰ سیکل در بزرگنمایی ۱۰۰

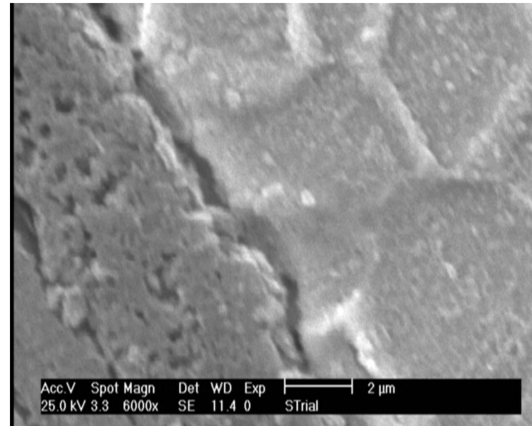




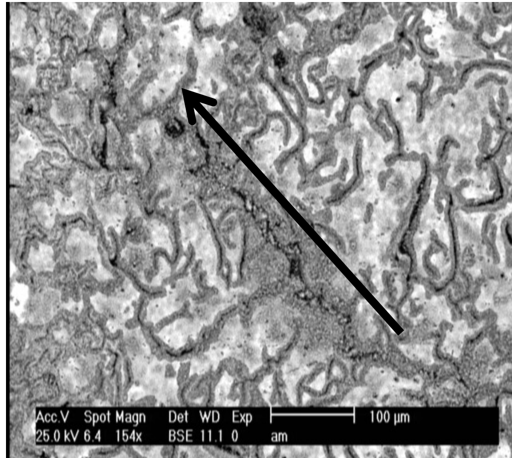
شکل۸ تصویر SEM از توپوگرافی مقطع شکست نمونه چدنی ازپشت محل شکاف نمونه‌ها در بزرگنمایی ۱۲۷: a) پس از٤۲۰ سیکل برای محیط آب یخ b) پس از ۱۲۳٦ سیکل برای محیط دوغاب ضد اکسیداسیون.



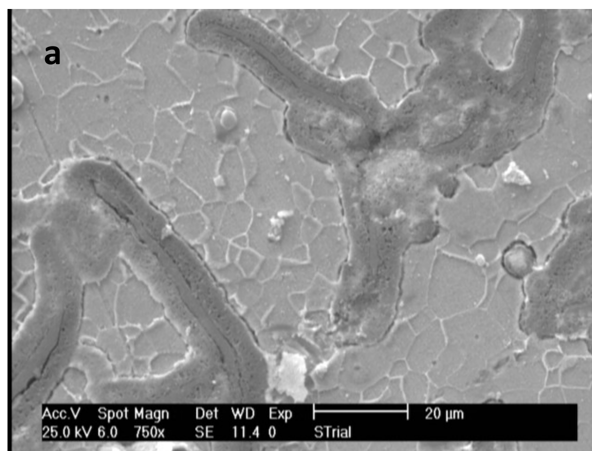
شکل ۹ نمای بزرگ شده قسمتی از شکل (٦) برای بررسی مکانیزم ترک‌های خستگی حرارتی در بزرگنمایی ۳۰۰۰

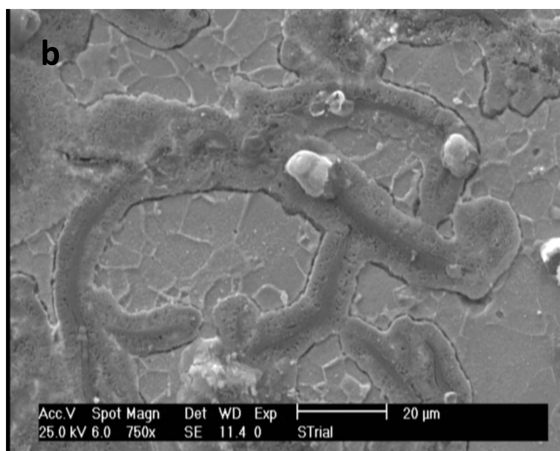


شکل۱۰ نمای محل تماس گرافیت رشد کرده و زمینه فریتی از شکل (۹) در بزرگنمایی ٦۰۰۰ برابر



شکل۱۱ به هم پیوستن‌ترک‌های کوچک در راستای پیکان و تولید ترک بزرگ پس از ۱۲۰۰ سیکل در دوغاب ضد اکسیداسیون





شکل ۱۲ مقایسه تصویر SME برای نمونه‌ها پس ٤۱۲ سیکل شوک در بزرگنمایی۷٥۰ از پشت شکاف نمونه، a) نمونه کوئنچ شده در آب یخ، b) نمونه کوئنچ شده در دوغاب ضد اکسیداسیون.

شکل‌های (۹) و (۱۰) نمای قسمتی از شکل (٦) را به ترتیب در بزرگنمایی ۳۰۰۰ برابر و ٦۰۰۰ برابر برای بررسی مکانیزم جوانه زنی و رشد ترک حرارتی و همچنین، تحول فازهای زمینه یا هرگونه تغییری در ساختار زمینه را نشان می‌دهد.

شکل(۱۱) شبکه گرافیتی که لایه ای از کربن رسوبی دور تا دور آنها را احاطه نموده و باعث افزایش ضخامت آنها و تشکیل شبکه متصل به هم گرافیتی شده است، نشان می‌دهد.

همچنین در راستای قطری تصویر شکل(۱۱) ترک بزرگی را که ناشی از هم راستا شدن شکاف بین گرافیت‌ها و زمینه فریتی است، نشان می‌دهد. برای بررسی اینکه نوع محیط خنک کننده، آب یخ و دوغاب ضد اکسیدان، بر ساختار حاصل از خستگی حرارتی اثر دارد یا نه، ساختار چدن مورد آزمون در دو محیط یاد شده پس از ٤۱۲ سیکل در بزرگنمایی ۷٥۰ توسط میکروسکوپ SEM تهیه و برای مقایسه در کنار هم در شکل(۱۲) ارائه شده است.

بحث

همانطور که در مقدمه آورده شد، با توجه به طبقه بندی انجام گرفته در مورد انواع آزمون‌های خستگی حرارتی، پژوهش حاضر را می‌توان در دسته آزمون‌های خستگی حرارتی خود مقید با انـرژی ورودی و محـدوده دمـای حداقل و حداکثر ثابت قرار داد. زیرا به علـت سـاختار چند فازی چدن خاکستری پرلیتی و اختلاف انبساط (و یا انقباض) هر فاز، به ویژه فـاز غیـر فلـزی کـربن، در مقایسه با فازهای فلزی زمینـه چـدن، تغییـرات حجـم حاصل از این اختلاف انبساط در داخل هـر فـاز و بـه ویژه در فصل مشترک بین فازها که از بی نظمیو عـدم تطابق شبکه کریستالی برخوردار هستند، باعـث ایجـاد تنش پسماند شده و با تغییر نوع (فشاری یـا کششـی)، مقدار (در حد الاستیک یا پلاستیک) و جهت (نرمال یا برشی) این تنش منجر به ایجـاد خسـتگی حرارتـی در نمونه‌های چدنی می‌شود. لذا به همـین علـت مکـانیزم ومنشاء این تنش در پژوهش حاضر، خود مقید (بـدون قید خارجی) نامیـده مـی‌شـود. از طـرف دیگـر بـرای سرعت بخشیدن به خسـتگی فـوق الـذکر، شـکافی بـا حداقل ضخامت و تیزترین نوک در نمونـه‌هـا طراحـی شد (حاد ترین ترک از لحاظ تمرکز تنش) تا شکسـت حاصل از خستگی حرارتی زودتر (در سیکل‌های کمتر) اتفاق افتد. ولی با توجه به شکل(۲) مشـاهده مـی‌شـود کـه شکسـت زود هنگـام در ٤۱۲ سـیکل فقـط در نمونه‌هایی اتفاق افتاده که در محیط آب یخ کوئنچ شده اند و نمونه‌هایی که در دوغاب ضد اکسیداسیون کوئنچ شده‌اند، حتـی در ۱۲۰۰ سـیکل هـم نشکسـته‌انـد. بـا کمی‌دقت در تصاویر شکل(۲) مشـخص مـی‌شـود کـه نمونه‌های کوئنچ شده در آب شدیداً دچار خـوردگی و اکسیداسیون داغ، در سطوح خارجی و از جمله سطوح داخل شکاف، شده‌انـد بـه نحـوی کـه بعـد از هـر ٤۰ سیکل، مطالعـهٔ سـاختار ظـاهری نمونـه‌هـا لایـه‌هـای اکسیدی ضخیمی بـه انـدازه ۰/۱۵ تـا ۰/۲۰ میلیمتـر را نشان می‌داد. از آنجا که برای متالوگرافی نمونه‌هـا بایـد سمباده کـاری مـی‌شـدند، در طـی سـمباده زنـی لایـه اکسـیدی از سـطح سـاییده و کنـده مـی‌شـد و باعـث پیشرفت و عمیق تر شدن شکاف می‌شـد و دوبـاره در ٤۰ سیکل بعدی لایه اکسیدی تازه ای تشکیل می‌شد و این تکرار منجر به عمیق تر شدن مداوم شکاف در اثـر پدیده خوردگی می‌شد که خود بـه خـود از ضـخامت محل اتصال شکاف نمونه کم می‌نمود. نمونه سر انجام در سیکل ٤۰۰ در طی عملیات سـمباده زنـی از محـل شکاف شکست. به همـین منظـور بـرای جلـوگیری از اکسیداسیون نمونه‌های چدنی، محیط کوئنچ کننـده بـه دوغاب ضد اکسیداسیون و نسوزتبدیل شـد. همـانطور که در شکل (۲- ب) دیده می‌شـود دیگراثـری از لایـه اکسیدی در سطوح و داخل شکاف نمونه وجود ندارد. بـه ایـن ترتیـب از اثـر پدیـده خـوردگی در نمونـه‌هـا جلوگیری به عمل آمد تا تصاویر متالوگرافی فقط نتایج پدیده خستگی حرارتی را نشان دهند(نـه اثـر تـوام آن با پدیده خوردگی را).

از دیگر سـو، بررسـی مـداوم نـوک شـکاف در نمونه‌های کوئنچ شـده در محـیط دوغـاب در تصـاویر شکل(۲) نشان می‌دهد کـه تـرک تقریبـاً هـیچ رشـدی نداشـته اسـت و بـه عبـارت دیگـر، تـا سـیکل ۱۲۰۰ مقاومت بـه شـوک حرارتـی چـدن خاکسـتری تقریبـاً مستقل از شکل و شعاع شیار نمونه بوده است، چرا که شیار موجود، در اثر این شوک‌ها به هیچ وجه در جهت طولی پیشروی ننمـود بلکـه فقـط دهانـه آن در جهـت عرضی از ۰/۳ بـه ۰/٤۲ میلیمتـر افـزایش یافتـه اسـت. گویی نمونه‌ها از محل نوک شکاف به طرف بیرون خم شده‌اند (شکل(۲) راببینید) بدون اینکه در نوک شـکاف ترکی یا پیشروی رخ داده باشد.

پـس مـی‌تـوان نتیجـه گرفـت کـه بـر خـلاف نمونه‌هایی که پدیده اکسیداسیون در زوال قطعـه نقـش اصلی را داشت و بررسی اثر مکانیزم خستگی حرارتـی را مخدوش می‌نمود، در ایـن نـوع از مـد خسـتگی یـا شوک حرارتی (مد خـود مقیـد و دامنـه ثابـت)، تغییـر

یافتن ریزساختار چدن ازریزساختار داخل نمونه (نه از سطح و یا نوک شیار نمونه‌ها)، نقش اساسی را در زوال قطعه ایفاء می‌نماید.

با توجه به پدیده اکسیداسیون داغ در نمونه‌هایی که در محیط آب یخ کوئنچ می‌شدند و شرح آن قبلاً داده شد، جای این سوال مطرح بود که آیا مکانیزم زوال نمونه‌ها در اثر خستگی حرارتی از داخل نمونه (یعنی تغییر ریزساختار متالورژیکی) در محیط آب یخ با محیط دوغاب تفاوت دارد یا نه؟ برای جواب دادن به این سؤال، ریزساختار نمونه‌ها پس از ٤١٢ سیکل در محیط آب یخ و پس از ٤١٢ سیکل در محیط دوغاب ضد اکسیداسیون، در شکل(١٢) در کنار یکدیگر مقایسه شدند. بررسی ساختار متالوگرافی هر دو نمونه در تصاویر این شکل نشان می‌دهد، فازها یکسان و ساختارها مشابه هم هستند. همچنین، سختی میکرو و ماکروساختار هر دو نمونه در جداول (٢) و (٣) مشابه بودن ساختارها را بعد از سیکل‌های مساوی تأیید می‌کند. به دیگر عبارت، نوع محیط خنک کننده؛ هیچ اثری بر مکانیزم خستگی حرارتی از داخل نمونه‌ها نداشته است و محیط دوغاب، پدیده اکسیداسیون سطحی را حذف نموده تا خطایی در تحلیل ساختارها و نتایج، ناشی از پدیده خوردگی، به وجود نیاید. بنابراین با قاطعیت می‌توان گفت: در صورت تشخیص مکانیزم زوال نمونه‌ها، این مکانیزم برای هر دو محیط، تابع دمای آن است.

تصویر شکل (٣) قبل از هرگونه اعمال شوک حرارتی نشان می‌دهد که نمونه چدنی قبل از آزمون شوک حرارتی؛ دارای ساختار کاملاً پرلیتی می‌باشد و فاصله بین لایه‌های پرلیتی کم است و همچنین تیغه‌ها یا ورق‌های گرافیت نارک و بدون هیچگونه تخلخل می‌باشند. از طرفی دیگر هیچگونه ترکی بین فصل مشترک تیغه‌های گرافیت و ساختار پرلیتی زمینه وجود ندارد. اما تصویر شکل(٤) که از نمونه چدنی بعد از ٤٠٠ سیکل شوک حرارتی تهیه شده است، نشان می‌دهد که ساختار پرلیتی کاملاً حذف شده است و به نظر می‌رسد که در اثر اعمال این شوک حرارتی با دامنه بالا از ٩٠٠ درجه به صفر درجه سلسیوس، پدیده نفوذ جرمی کربن در اثر تجزیه لایه‌های کاربیدی Fe_3C انجام شده و کربن حاصل از تجزیه کاربید برسطح گرافیت‌های نازک اولیه با ضخامت ٢/٥ الی ٤/٥ میکرون طی هر سیکل؛ رسوب نموده و باعث ضخیم شدن و حتی به هم رسیدن این تیغه‌های گرافیتی به صورت شبکه‌ای تقریباً به هم پیوسته، در زمینه فریتی شده است. این مکانیزم به علت فاصله کوتاه لایه‌های پرلیتی ریز می‌تواند منطقی باشد. ولی برای اطمینان بیشتر آزمون میکروسختی ویکرز برای نمونه‌ها انجام شد. نتایج این آزمون در جدول (٣) در کنار نتایج نمونه خام قبل از انجام شوک حرارتی، برای هر دو محیط آب یخ و دوغاب، آورده شده است. ملاحظه می‌شود که در عمق نمونه سختی میکرو شدیداً کاهش یافته است که می‌تواند تأیید کننده انحلال کاربید که فاز سختی در زمینه است، به فریت که فاز نرم تری است باشد. برای اطمینان بیشتر از این نظریه تصاویر متالوگرافی نمونه خام، توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی تهیه شد. شکل (٥) که مربوط به نمونه بدون شوک حرارتی است، زمینه اطراف چدن را در بزرگنمایی ٣٧٥ برابر، پرلیتی با گرافیت‌های نارک ورقه ای و فصل مشترک مذکور را کاملاً تیز و چسبیده بین گرافیت و پرلیت نشان می‌دهد. اما تصویر میکروسکوپ الکترونی نمونه پس از انجام ٤٠٠ شوک حرارتی در شکل (٦)، گرافیت‌ها را ضخیم تر نشان می‌دهد. به منظور تعیین نرخ رشد لایه کربنی رسوبی؛ در هر ٤٠ سیکل ضخامت آنها در چندین مکان اندازه گیری شد. نتایج متوسط اندازه‌گیری‌ها نشان داد که تقریباً در هر ٤٠ سیکل، افزایش ضخامت لایه گرافیت رسوبی، در هر طرف ورقه گرافیت اولیه، بین ٠/٦٥الی ٠/٧٥ میکرون بوده است و رشد قابل ملاحظه‌ای در جهت طولی از خود نشان نداده است و تقریباً برابر

همـان رشـد عرضـی اسـت، بـه طـوری کـه سـر تیـز گرافیت‌ها پس از ۸۰ سیکل؛ پهـن شـده و چنانچـه در شکل (٦) دیده می‌شود، حتی در مواردی رشد عرضـی گرافیت‌ها، به علـت فاصـله کـم لایـه‌هـای پرلیتـی، در جهات مختلف باعث تشکیل حلقـه یـا شـبکه پیوسـته گرافیتی شده است. اندازه گیری‌های ضخامت ورقه‌های گرافیتی در هر ٤۰ سیکل نشان می‌دهد، سـرعت رشـد گرافیت‌ها (عمود بر دیواره گرافیت‌ها) به طور متوسـط ۰/۷۰ میکرون بر هر ٤۰ سیکل است؛ به طوری که پس از ٤۱۲ سیکل ضخامت ورقه‌های گرافیتی ا ز ۲/۵ الـی ۳/۵ میکرون در سیکل اول بـه حـدود ۱۵/۵ الـی ۱۹/۵ میکرون می‌رسد.

همچنین در تصویر شـکل(٦) سـاختار زمینـه از الگوی لایه لایه‌ای پرلیتـی، بـه دانـه‌هـای چنـد ضـلعی فریتی و بزرگ تبدیل شده است. کاهش سـختی زمینـه در جـداول (۲) و (۳) قبـل از شـوک و بعـد از شـوک حرارتی؛ نیز این مطلب را کاملاً تأیید می‌کند. پـس بـه علت کاهش شدید کربن زمینه در اثر تجزیـه سـمنتیت در دمای $900^{\circ}C$ در مـدت ۳ دقیقـه بـرای نمونـه‌هـای نازک (ضـخامت ۵ میلیمتـر) در هـر سـیکل، مـی‌تـوان استنباط کرد که هنگام کـوئنچ نمـودن نمونـه‌هـا دیگـر ساختار مارتنزیتی تولید نمی‌شود، چرا که نقطـه تبـدیل فاز آستنیت به مارتنزیت تابع درصدکربن چدن است و آنقدر کربن زمینه پایین آمده که دمای تحول مارتنزیـت به زیر دمای صفر (دمای محیط کوئنچ) می‌رسد. پـس خود به خود احتمال تشکیل مارتنزیت منتفـی اسـت و فقط فاز فریت یا بینیت می‌تواند تشکیل شود که نتـایج سختی بیشتر سختی فاز فریت را تأیید می‌کند. همچنین مقایسه مورفولـوژی و نحـوه قـرار گـرفتن ورقـه‌هـای گرافیت در شکل (٦) با شکل (۳) نشـان مـی‌دهـد کـه فصل مشـترک گرافیـت و زمینـه فریتـی از چسـبندگی کـافی برخـوردار نبـوده و گویـا ترکـی در ایـن فصـل مشترک وجود دارد. برای اطمینان از این ادعـا، قسـمتی از تصویر شکل (٦) که محل فصل مشـترک گرافیـت و زمینه فریتی بود، توسط میکروسکوپ الکترونـی SEM بزرگنمایی شد. شکل‌های(۹) و (۱۰) این بزرگنمایی را بـه ترتیـب در ۳۰۰۰ و ٦۰۰۰ برابـر نشـان مـی‌دهنـد. بررسی دقیق این تصاویر نشان می‌دهد کـه شـکاف یـا تـرک‌هـای کـاملاً مشخصـی در راسـتای ممـاس بـا دیواره‌های گرافیت ورق‌هـای (عـدم اتصـال در فصـل مشترک گرافیت و زمینه فلزی) وجود دارد. علـت ایـن ترک ناشی از اختلاف انبساط حرارتی گرافیت و فریت فلزی زمینه است. مقایسه بین ضریب انبسـاط حرارتـی گرافیت در دمای بـالا ($1/23\,\mu m/^{\circ}C$) بـا فـاز فریـت ($14\,\mu m/^{\circ}C$) [۱٤–۱۳] بـاز تأییـد کننـده ایـن مطلـب است که حتماً تـنش پسـماند حرارتـی در هـر دو فـاز گرافیت و آهن فریتی، به وجود می‌آید.

نکته قابل توجه وجود تخلخل در لایه گرافیتـی رسوبی روی گرافیت‌های اولیه است که در تصاویر (۹) و (۱۰) و حتی تصویر شکل(٤) به خوبی قابل مشاهده است. وجود تخلخل در این گرافیت‌ها، اولاً نمی‌گـذارد ترک ناشی از تنش پسماند حرارتی در این لایـه ایجـاد شود. چرا که وجود تخلخل (ماده متخلخل) به راحتـی انقباض و انبساط را در خود مستهلک می‌کند. ثانیـاً بـه علت ماهیت رسوبی و تخلخلی آن به هیچ وجه باعـث افزایش رشد طولی تـرک از نـوک تیغـه‌هـای گرافیـت نسبت به جهت عرضی آن نشده اسـت، بلکـه ماهیـت جوانه زنی و رشد تمامی ترک‌ها در راستای دیواره‌های گرافیت‌ها و به صورت مماسی یا برشی بوده نه عمـود بر دیواره گرافیت یا از نـوک تیـز گرافیـت‌هـای اولیـه. علاوه بر آن حتی رسوب این گرافیت‌های ثانویه باعث بزرگ شدن شعاع نوک گرافیت و کاهش تمرکـز تـنش در راس گرافیـت شـده و از پیشـروی تیـز آن در ایـن راستا شدیداً کاسته است. به عبارت ساده تر بـر اسـاس تحلیل شکل‌هـای (٦)، (۹) و (۱۰) اخـتلاف انبسـاط و انقباض حجمـی طـی هـر سـیکل باعـث ایجـاد تـنش پسماند حرارتی در هرکدام از فازها(فریت و گرافیت) می‌شود. از آنجا که فصـل مشـترک گرافیـت بـا زمینـه

فلزی به علت عدم تطابق شبکه کریستالی گرافیت و آهن فریتی، بهترین و مساعد ترین مکان برای آزاد شدن تنش پسماند است، این تنش به صورت برشی در فصل مشترک مذکور آزاد شده و به صورت ترک یا جدا شدن گرافیت از زمینه فلزی خود را نشان می‌دهد (یعنی: جوانه زنی ترک خستگی حرارتی) و در طی سیکل‌های بعدی این ترک در راستای مماس با دیواره‌های گرافیت توسعه سه بعدی می‌نماید (یعنی: رشد ترک خستگی حرارتی). این کار برای گرافیت‌های مختلف (که در کنار هم قرار گرفتند) به طور همزمان نیز انجام می‌شود. لذا در شرایطی که مرز دانه‌های زمینه فلزی از استحکام کافی برخوردار نباشند، این ترک‌ها دست به دست هم داده و به صورت ترک بزرگ، مطابق راستای علامت پیکانی که در شکل(۱۱) مشخص شده، خود را نشان می‌دهند (یعنی: اشاعه ترک خستگی حرارتی در تمامی نمونه). سرانجام بعد از چند سیکل دیگر، نمونه در راستای مسیر اشاعه ترک خواهد شکست، نه در راستای شکاف طراحی شده در نمونه‌ها. شکل(۸–ب) مقطع شکست این نمونه را پس از ۱۲۳٦ سیکل نشان می‌دهد. نتایج سایر محققان نیز نشان می‌دهد وجود عناصر آلیاژی مانند عناصر کاربیدزا در این نوع مکانیزمِ جوانه زنی، رشد و اشاعه ترک نقش اصلی را بر عهده دارند[10] و به ویژه در مرحله جوانه زنی ترک می‌توانند مقدار تنش پسماند را در فاز فلزی شدیداً افزایش دهند و یا به عبارت ساده‌تر انرژی پیوستگی فصل مشترک گرافیت و زمینه فلزی را شدیداً کاهش دهند. اما نوع توپوگرافی شکست به علت و جود فاز فریتی و گاهی در بعضی مکان‌ها به علت وجود بینیت بالایی در اطراف گرافیت‌های رسوبی، شکستی از نوع نرم و غیر کلیواژ بوده است.

نتیجه گیری

۱– مکانیزم ترک‌های ناشی از شوک حرارتی در ساختار داخلی چدن GG25 با زمینه کاملاً پرلیتی به این صورت بود: فاز کاربیدی سمنتیت در دمای بالا به کربن آزاد و فاز فریت تجزیه می‌شود و کربن آزاد روی گرافیت‌های اولیه رسوب می‌کند؛ این رسوب متخلخل بوده و باعث ضخیم شدن و پهن شدن شعاع نوک گرافیت‌های اولیه می‌شود. ازطرفی اختلاف زیاد انبساط حرارتیِ بین گرافیت و فریت در دامنه دمایی صفر تا ۹۰۰ $^{\circ}C$ باعث آزاد شدن تنش پسماند حرارتی در مرز بین گرافیت و فاز فریت می‌شود. از این رو، دور تا دور گرافیت‌ها شکاف به وجود می‌آید که به صورت ترک‌های مماسی (دیواره ای) جوانه زنی و رشد می‌نمایند. با تکرار سیکل حرارتی، ریزترک‌ها از داخل شبکه به هم پیوسته شده گرافیت‌ها به همدیگر متصل می‌شوند و ترک بزرگی تولید می‌کنند که باعث زوال قطعه در اثر شوک حرارتی می‌شود.

۲– مکانیزم خستگی حرارتی بند۱ فقط تابع دمای محیط خنک کننده بود(صفر درجه) ولی در صورتی که محیط خنک کننده مستعد به خوردگی داغ و اکسیداسیون باشد شکست نمونه‌های چدنی در اثر شوک حرارتی، فقط به خاطر رشد لایه اکسیدی و نازک شدن شکاف نمونه‌ها می‌باشد. به عبارتی ساده‌تر در چنین محیط‌هایی مکانیزم اکسیداسیون داغ، بر مکانیزم خستگی حرارتی غلبه می‌کند.

۳– لایه گرافیت‌های رسوبی نسبت به گرافیت‌های اولیه بسیار متخلخل بوده و نرخ رشد گرافیت متخلخل در هر ٤۰ سیکل حدود ۰/۷۰ میکرون در جهت عمود بر دیواره‌های گرافیت‌ها می‌باشد و پس از ٤۱۲ سیکل گرافیت‌های رشد کرده ضخامتی بین ۱۵/۵ الی ۱۹/۵ میکرون داشته اند.

٤– گرافیت متخلخل به علت فیزیک تخلخل، انبساط و انقباض حرارتی را در خود مستهلک می‌کند و زمینه فریتی به علت تنش الاستیک- پلاستیک بالا،

تنش حاصل از انبساط و انقباض حرارتی را در خود ذخیره می‌کند. از این رو، تنش حرارتی یاد شده فقط می‌تواند در مرز بین گرافیت و زمینه فریتی آزاد شده و منجر به جوانه زنی ترک شود (جداشدن گرافیت از زمینه).

٤- در این پژوهش نکتهٔ جالب توجه این بود که زمینه چدن در اثر کوئنچ و سرد شدن‌های متوالی تا اتمام سیکل‌های خستگی دارای فاز فریت بود. نتایج سختی سنجی‌ها و تصاویر متالوگرافی به هیچ وجه ساختار مارتنزیتی را نشان نداد. علت اصلی خروج کربن از زمینه و رسوب آن بر روی گرافیت‌های اولیه بود که به شدت کربن حل شده زمینه را کاهش داده و با کاهش دمای شروع استحاله مارتنزیت به زیرصفر درجه سلسیوس، باعث پایداری فاز فریت در تمامی سیکل‌ها شده است.

٥- افزایش دامنه سیکل حرارتی به هیچ وجه سبب رشد شیار طراحی شده در نمونه نشد. از این رو، تنش پسماند حرارتی ناشی از کوئنچ نمودن توانایی رشد شیار و شکست نمونه را از این مکان نداشته است. در مورد نمونه‌هایی که در آب یخ سرد شدند، اکسیداسیون سطحی چدن و گسترش آن به داخل شیار و کاهش ضخامت محل تماس در شیار، منجر به شکست نهایی شد.

مراجع

1. Lee, S.C., and Wang L.C., "On thermal shock resistance of austenite cast irons", Met. Trans., 22A. pp.1821-1831, (1991).
2. Bertodo, P., "Gray cast irons for thermal stress application, Strain Analysis", 5(2), pp. 98-109, (1970).
3. Malesys, N., Vincent, L., and Hild, F., "A probabilistic model to predict the formation and propagation of crack networks in thermal fatigue", Int. J. of Fat., 31, pp. 565–574, (2009).
4. Zhang, Z., Zhou, H., Ren, L., Tong, X., Shan, H., L0iu, L., "Effect of units in different sizes on thermal fatigue behavior of 3Cr2W8V die steel with biomimetic non-smooth surface", Int. J. of Fat., 31, pp. 468–475, (2009).
5. McFadden, S., and Browne, D.J., "A front-tracking model to predict solidification macrostructures and columnar to equiaxed transitions in alloy castings", Applied Mathematical Modelling, 33, pp.1397–1416, (2009).
6. Donaldson, J. W., "The thermal conductivities of High-Duty and alloy cast irons". British Foundryman, 32, pp.125-131, (1938).
7. Gundlach, "Elevated temperature properties of alloyed gray iron for disel engine components", AFS Trans., 86, pp.55-64, (1978).
8. Park,Y.J., Gunlach, R.B., Thous, M.I., and Janawk., "Thermal fatigue resistance of gray and compacted graphite irons", AFS Trans., 93, pp. 419-422, (1985).
9. Il'inskii, A., "Influence of chemical compositon and structure on thermal durability of cast irons". Russ. Cast. Prod., l7, pp. 312, (1970).

10. Bertodo, P., "Gray cast irons for thermal stress application". J. of Strain Analysis. , 5(2), pp.98-109, (1970).

11. Dieter ,G., "Mechanical Metallurgy", MC-Graw Hill, New York, pp. 447-449, (1986).

12. Wei, S., "Predicting the life time of casting mould", Report, A Bowll and Howel information company., pp.28-35.(2003).

13. Tsang, D.K.L., Marsden, B.J., Fok, S.L., and Hall, G., "Graphite thermal expansion relationship for different temperature ranges", Carbon, 43(14), pp. 2902-2906, (2005).

14. http://etd.lib.metu.edu.tr/upload/12606917/index.pdf

۱۵. مریم باری، و محمدحسین میرباقری، " ساخت رنگ ضد اکسیداسیون در دمای بالای ۸۵۰ درجه سلسیوس"، سازمان مالکیت فکری- اداره اختراعات، شماره ثبت اختراع ۵۹۲٤۲، (۱۳۸۸).